

EUROPEAN PATENT OFFICE

Patent Abstracts of Japan

PUBLICATION NUMBER : 10195589
PUBLICATION DATE : 28-07-98

APPLICATION DATE : 26-12-96
APPLICATION NUMBER : 08356488

APPLICANT : NIPPON STEEL CORP;

INVENTOR : KANISAWA HIDEO;

INT.CL. : C22C 38/00 C22C 38/14 C22C 38/58

TITLE : INDUCTION HARDENED STEEL MATERIAL WITH HIGH TORSIONAL FATIGUE STRENGTH

ABSTRACT : PROBLEM TO BE SOLVED: To provide an induction hardened steel material having superior torsional fatigue strength required of shaft parts and excellent in manufacturability such as cold workability by specifying a composition consisting of C, Si, Mn, S, Al, Ti, B, N, P, Cu, O, and Fe, a ratio between effective hardening depth and parts radius, and a hardness in the projected core part, respectively.

SOLUTION: A composition, containing, by weight, 0.35-0.60% C, 0.01-0.15% Si, 0.2-1.60% Mn, 0.005-0.15% S, 0.010-0.06% Al, 0.005-0.050% Ti, 0.0005-0.005% B, and 0.0015-0.008% N, also containing P, Cu, and O limited to $\leq 0.020\%$, $\leq 0.05\%$, and $\leq 0.0025\%$, respectively, and having the balance Fe with inevitable impurities and further containing, if necessary, prescribed amounts of Cr, Mo, Ni, Nb, and V, is provided. Moreover, the ratio between the effective hardening depth (t) of steel material and the radius (r) of parts, t/r, is regulated to 0.3-0.6, and the hardness in the projected core part, represented by $H_p\text{-core} = H_{\text{core}} / (1 - t/r)$ (where H_{core} means the hardness in the core part), is regulated to $\geq \text{HV}400$.

COPYRIGHT: (C)1998,JPO

THIS PAGE BLANK (USPTO)

(19) 日本国特許庁 (J P)

(12) 公開特許公報 (A)

(11) 特許出願公開番号

特開平10-195589

(43) 公開日 平成10年(1998) 7月28日

(51) Int.Cl.⁶

C 2 2 C 38/00
38/14
38/58

識別記号

3 0 1

F I

C 2 2 C 38/00
38/14
38/58

3 0 1 A

審査請求 未請求 請求項の数 8 F D (全 18 頁)

(21) 出願番号 特願平8-356488

(22) 出願日 平成 8 年(1996) 12月26日

(71) 出願人 000006655

新日本製鐵株式会社

東京都千代田区大手町 2 丁目 6 番 3 号

(72) 発明者 越智 達郎

室蘭市仲12番地 新日本製鐵株式会社室蘭
製鐵所内

(72) 発明者 蟹沢 秀雄

室蘭市仲12番地 新日本製鐵株式会社室蘭
製鐵所内

(74) 代理人 弁理士 田中 久喬

(54) 【発明の名称】 高振り疲労強度高周波焼入れ鋼材

(57) 【要約】

【課題】 軸部品として優れた振り疲労強度を有し、且つその製造時には冷間加工性のような製造性に優れている高周波焼入れ鋼材を提供する。

【解決手段】 重量比で、C: 0.35~0.6%、Si: 0.01~0.15%、Mn: 0.2%~1.6%、S: 0.005~0.15%、Al: 0.01~0.06%、Ti: 0.005~0.05%、B: 0.0005~0.005%、N: 0.0015~0.008%を含有し、さらに必要に応じて特定量のCr、Mo、Ni、Nb、Vの1種または2種以上を含有した組成からなり、硬化層深さと部品半径の比が0.3~0.6で且つ投影芯部硬さがHV400以上であるか、或いは硬化層深さと部品半径の比が0.4~0.75で且つ投影芯部硬さと硬化層硬さの比が0.56以上であるか、さらに又は断面内平均硬さがHV560以上であることを特徴とする高振り疲労強度高周波焼入れ鋼材。

【特許請求の範囲】

【請求項1】 重量比として、C:0.35~0.60%、Si:0.01~0.15%、Mn:0.2~1.60%、S:0.005~0.15%、Al:0.010~0.06%、Ti:0.005~0.050%B:0.0005~0.005%、N:0.0015~0.008%、を含有しP:0.020%以下、Cu:0.05%以下、O:0.0025%以下にそれぞれ制限し、残部が鉄および不可避の不純物からなり、有効硬化層深さ t と部品半径 r の比 t/r が0.3~0.6であり、かつ下記で定義される投影芯部硬さ H_{p-core} がHV400以上であることを特徴とする高振り疲労強度高周波焼入れ鋼材。

投影芯部硬さの定義：有効硬化層深さ t 、部品半径 r 、芯部硬さ H_{core} とした時、

投影芯部硬さ $H_{p-core} = H_{core} / (1 - t/r)$

【請求項2】 重量比として、C:0.35~0.60%、Si:0.01~0.15%、Mn:0.2~1.60%、S:0.005~0.15%、Al:0.010~0.06%、Ti:0.005~0.050%B:0.0005~0.005%、N:0.0015~0.008%、を含有しP:0.020%以下、Cu:0.05%以下、O:0.0025%以下にそれぞれ制限し、残部が鉄および不可避の不純物からなり、有効硬化層深さ t と部品半径 r の比 t/r が0.4~0.75であり、かつ下記で定義される投影芯部硬さ H_{p-core} と硬化層硬さ H_{case} の比 H_{p-core}/H_{case}

$$\text{断面内平均硬さ } H_{av} = \frac{N}{n-1} (\sum H_n \times r_n^2 \times \Delta r_n) \times 3/a^3$$

【請求項4】 重量比として、C:0.35~0.60%、Si:0.01~0.15%、Mn:0.2~1.60%、S:0.005~0.15%、Al:0.010~0.06%、Ti:0.005~0.050%B:0.0005~0.005%、N:0.0015~0.008%、さらに、Cr:0.1超~1.2%、Mo:0.02~0.8%、Ni:0.1~3.5%Nb:0.01~0.3%V:0.03~0.6%の1種または2種以上を含有し、P:0.020%以下、Cu:0.05%以下、O:0.0025%以下にそれぞれ制限し、残部が鉄および不可避の不純物からなり、有効硬化層深さ t と部品半径 r の比 t/r が0.3~0.6であり、かつ下記で定義される投影芯部硬さ H_{p-core} がHV400以上であることを特徴とする高振り疲労強度高周波焼入れ鋼材。

投影芯部硬さの定義：有効硬化層深さ t 、部品半径 r 、芯部硬さ H_{core} とした時、

投影芯部硬さ $H_{p-core} = H_{core} / (1 - t/r)$

se が0.56以上であることを特徴とする高振り疲労強度高周波焼入れ鋼材。

投影芯部硬さの定義：有効硬化層深さ t 、部品半径 r 、芯部硬さ H_{core} とした時、

投影芯部硬さ $H_{p-core} = H_{core} / (1 - t/r)$

【請求項3】 重量比として、C:0.35~0.60%、Si:0.01~0.15%、Mn:0.2~1.60%、S:0.005~0.15%、Al:0.010~0.06%、Ti:0.005~0.050%B:0.0005~0.005%、N:0.0015~0.008%、を含有しP:0.020%以下、Cu:0.05%以下、O:0.0025%以下にそれぞれ制限し、残部が鉄および不可避の不純物からなり、有効硬化層深さ t と部品半径 r の比 t/r が0.4~0.75であり、かつ下記で定義される投影芯部硬さ H_{p-core} と硬化層硬さ H_{case} の比 H_{p-core}/H_{case} が0.56以上であり、さらに下記で定義される断面内平均硬さ H_{av} がHV560以上であることを特徴とする高振り疲労強度高周波焼入れ鋼材。

投影芯部硬さの定義：有効硬化層深さ t 、部品半径 r 、芯部硬さ H_{core} とした時、

投影芯部硬さ $H_{p-core} = H_{core} / (1 - t/r)$

断面内平均硬さの定義：半径 a の断面を半径方向に同心円状に N 個のリングに分割し、 n 番目のリング状部分の硬さを H_n 、半径を r_n 、間隔を Δr_n とした時、

【数1】

【請求項5】 重量比として、C:0.35~0.60%、Si:0.01~0.15%、Mn:0.2~1.60%、S:0.005~0.15%、Al:0.010~0.06%、Ti:0.005~0.050%B:0.0005~0.005%、N:0.0015~0.008%、を含有しさらに、Cr:0.1超~1.2%、Mo:0.02~0.8%、Ni:0.1~3.5%Nb:0.01~0.3%V:0.03~0.6%の1種または2種以上を含有し、P:0.020%以下、Cu:0.05%以下、O:0.0025%以下にそれぞれ制限し、残部が鉄および不可避の不純物からなり、有効硬化層深さ t と部品半径の比 t/r が0.4~0.75であり、かつ下記で定義される投影芯部硬さ H_{p-core} と硬化層硬さ H_{case} の比 H_{p-core}/H_{case} が0.56以上であることを特徴とする高振り疲労強度高周波焼入れ鋼材。

投影芯部硬さの定義：有効硬化層深さ t 、部品半径 r 、芯部硬さ H_{core} とした時、

投影芯部硬さ $H_{p-core} = H_{core} / (1 - t/r)$

／r)

【請求項6】 重量比として、C：0.35～0.60%、Si：0.01～0.15%、Mn：0.2～1.60%、S：0.005～0.15%、Al：0.010～0.06%、Ti：0.005～0.050%、B：0.0005～0.005%、N：0.0015～0.008%、を含有しさらに、Cr：0.1超～1.2%、Mo：0.02～0.8%、Ni：0.1～3.5%、Nb：0.01～0.3%、V：0.03～0.6%の1種または2種以上を含有し、P：0.020%以下、Cu：0.05%以下、O：0.0025%以下にそれぞれ制限し、残部が鉄および不可避的不純物からなり、有効硬化層深さ t と部品半径 r の比 t/r が0.4～0.

$$\text{断面内平均硬さ } H_{av} = \left(\sum_{n=1}^N H_n \times r_n^2 \times \Delta r_n \right) \times 3/a^3$$

【請求項7】 高周波焼入れ層の旧オーステナイト結晶粒度が9番以上である請求項1～3のいずれかに記載の高振り疲労強度高周波焼入れ鋼材。

【請求項8】 高周波焼入れ層の旧オーステナイト結晶粒度が9番以上である請求項4～6のいずれかに記載の高振り疲労強度高周波焼入れ鋼材。

【発明の詳細な説明】

【0001】

【発明の属する技術分野】本発明は高振り疲労強度高周波焼入れ鋼材の発明にかかわり、さらに詳しくは、図1の(A)～(C)に示したスプライン部を有するシャフト、フランジ付シャフト、外筒付シャフト等の自動車の動力伝達系を構成する軸部品として、優れた振り疲労強度を有し、且つその製造時には冷間加工性のような製造性に優れた高周波焼入れ鋼材の発明に関するものである。

【0002】

【従来の技術】自動車の動力伝達系を構成する軸部品は、通常中炭素鋼を所定の部品に成形加工し、高周波焼入れ焼戻しを施して製造されているが、近年の自動車エンジンの高出力化及び環境規制対応にともない、振り疲労強度向上の指向が強い。一方、自動車部品製造に際して、製造コスト削減を図るために、冷間加工性等の製造性向上の指向も強い。

【0003】これに対して、特公昭63-62571公報にはC：0.30～0.38%、Mn：0.6～1.5%、B：0.0005～0.0030%、Ti：0.01～0.04%、Al：0.01～0.04%からなる鋼をドライブシャフトに成形し、高周波焼入れにより高周波焼入れ深さと鋼部材半径の比を0.4以上とするドライブシャフトの製造方法が示されている。該発明材では静的な振り強度については言及されているものの、振り疲労強度については、全く言及されていない。

【0004】静的な荷重に対する材料抵抗力である静的

75であり、かつ下記で定義される投影芯部硬さ H_{p-core} と硬化層硬さ H_{case} の比 H_{p-core}/H_{case} が0.56以上であり、さらに下記で定義される断面内平均硬さ H_{av} がHV560以上であることを特徴とする高振り疲労強度高周波焼入れ鋼材。

投影芯部硬さの定義：有効硬化層深さ t 、部品半径 r 、芯部硬さ H_{core} とした時、

投影芯部硬さ $H_{p-core} = H_{core} / (1 - t/r)$

断面内平均硬さの定義：半径 a の断面を半径方向に同心円状に N 個のリングに分割し、 n 番目のリング状部分の硬さを H_n 、半径を r_n 、間隔を Δr_n とした時、

【数1】

振り強度と、繰返し荷重に対する材料抵抗力である振り疲労強度は支配因子が異なり、別の特性である。また、この発明では、冷間加工性に関しては全く配慮されていない。そのため、その材料は冷間加工性と振り疲労特性を必要とする部品には必ずしも適用されていないのが現状である。

【0005】また、特公平1-38847号公報にはC：0.35超～0.65%、Si：0.15%以下、Mn：0.60%以下、B：0.0005～0.0050%、Ti：0.05%以下、Al：0.015～0.050%よりなる鋼を素材として、冷間鍛造を行ったのち高周波焼入れして機械構造用部品を製造することを特徴とする機械構造用部品の製造方法が示されている。同公報の第3～4頁の第1表から、Ti、Nの添加量は最大でTi：0.04%、N：0.014%である。この鋼の冷間加工性は必ずしも十分ではない。また、該発明では、同公報第4頁右欄第16行および第3表から明らかのように、直径25mmの材料で硬化層深さの最大値は3mmであり、つまり硬化層深さ t と半径の比 t/r は最大でも0.24であり、極めて浅い。また、同公報では、振り強度、振り疲労強度に関する記述がなく、強度の達成レベルは不明である。つまり、該発明では、振り疲労強度の優れた高周波焼入れ鋼材に関する技術について、全く何も開示されていない。

【0006】

【発明が解決しようとする課題】本発明の課題は、軸部品として優れた振り疲労強度を有し、且つその製造時には冷間加工性のような製造性に優れた高周波焼入れ鋼材を提供しようとするものである。

【0007】

【課題を解決するための手段】本発明者らは、その製造時には冷間加工性に優れ、且つ部品として優れた振り疲労強度を有する高周波焼入れ鋼材を実現するために、鋭意検討を行ない次の知見を得た。

【0008】(1) 冷間加工性を確保するには、次の方法が有効である。

- 1) 固溶体硬化元素であるSi、Pを低減する。
- 2) 焼入れ性は主としてB添加により確保する。

【0009】(2) さらに、冷間加工性を確保するには、N量の適正化が必須である。上記のBの焼入れ性向上効果を引き出すためには、固溶Nを低減する必要がある。特公平1-38847号公報の第3~4頁の第1表に開示されているような、Nの添加量が最大で0.014%であるような多量添加は、上記に加えて次のような弊害を引き起こす。

1) 冷間加工の前の棒鋼圧延の冷却過程、あるいは軟化焼鈍の冷却過程においてTiNが析出し、Nの多量添加鋼では、これによる析出硬化により、却って硬さの増加を引き起こす。

2) TiNの多量析出は、被削性を著しく劣化させるとともに、転造等の冷間加工時の割れの原因になるため、高N鋼では、冷間加工性が著しく悪化する。

【0010】特公平1-38847号公報の技術の冷間加工性が必ずしも十分ではないのは、このような冷間加工性に対するNの多量添加の弊害によると考えられる。冷間加工性に対するTiNの弊害を抑制して、なお且つBの焼入れ性向上効果を引き出すためには、N:0.0015~0.008%の範囲で制御することが必要である。

【0011】(3) 次に、高周波焼入れ鋼材の振り疲労破壊は、次の過程で起きる。

- A. 表面または硬化層と芯部の境界でき裂が発生する。
- B. 軸方向に平行な面又は垂直な面でき裂が初期伝播する。これを以下モードIII破壊と呼ぶ。
- C. モードIII破壊の後、軸方向に45度の面で粒界割れを伴って脆性破壊を起こし、最終破壊を起こす。これを以下モードI破壊と呼ぶ。

【0012】(4) 上記振り疲労破壊過程「B.」の欄で述べたモードIII破壊はディンプルパターンをとる延性破壊であり、TiNのような析出物が多数存在すると、これが延性破壊の核となりモードIII破壊が起きやすくなる。

【0013】特公平1-38847号公報に記載のようなTi、Nの添加量が最大でTi:0.04%、N:0.014%を含有するボロン鋼では、TiNを核とする延性破壊を起こしやすい。特公平1-38847号公報の技術が普及していない原因の一つは、これが原因と考えられる。そのため、モードIII破壊強度向上の観点からも、N量を0.0015~0.008%未満の範囲に規制することが必要である。

【0014】(5) 上記涙り疲労破壊過程「C.」の欄で述べた、軸方向に45度の面で粒界割れを伴う脆性破壊モードIを抑制するためには、次の方法による粒界強化が有効である。

1) Bの添加。Bは粒界偏析Pを粒界から追い出す効果による。

2) 粒界偏析元素であるP、Cu、O量の低減。

3) Ti、N量の適正化によるTiNの粒界析出量の低減。

【0015】(6) 上記の粒界割れを伴う脆性破壊モードIを抑制するためには、上記に加えてさらに次の手法を付加することによりさらに大きくなる。

1) Cr、Mo、Ni、Nb、Vの添加による粒界強化。

2) 旧オーステナイト粒径の細粒化。

【0016】(7) 冷間加工性を重視して素材硬さを小さくすると、通常は素材硬さが芯部硬さになるため、芯部硬さが低くなる。芯部硬さが低い場合、および硬化層深さが浅い場合には、内部起点になる。内部起点の場合、硬化層深さが深い程、また芯部硬さが高いほど振り疲労強度は向上する。

【0017】図2は涙り疲労強度に及ぼす硬化層深さと芯部硬さの関係を示した模式図である。図2において、芯部硬さを(a)から(b)へ増加すると、起点はAからBへ移り強度は向上するが、この高強度化の効果は、硬化層深さを(a)から(c)へ深くして起点がAからCへ移った場合と等価である。そこで、芯部硬さHcoreと硬化層深さt/r(有効硬化層深さt、部品半径r)の両者の効果を同時に記述できる新しい指標として、投影芯部硬さを次式で定義した。図3は、内部起点材の1×10⁵回の振り疲労強度を投影芯部硬さHp-coreで整理したものであるが、両者には良い相関がある。1×10⁵回の振り疲労強度を600MPa以上とするには、投影芯部硬さHp-coreが400以上で達成できる。

【0018】投影芯部硬さの定義：有効硬化層深さt、部品半径r、芯部硬さHcoreとした時、投影芯部硬さ Hp-core=Hcore/(1-t/r)

(8) さらに優れた振り疲労強度を実現するためには、破壊起点を内部から表面へ移すことがポイントである。図2からは、Hp-core/Hcaseが1以上で表面起点となると考えられるが、実際には異なる。図4は破壊起点とHp-core/Hcase、繰返し数Nの関係を示したものである。Hp-core/Hcaseが概ね0.56以上で表面起点になる。

【0019】(9) 表面起点の場合には、疲労過程で表面では加工軟化し、一方もともと軟質な芯部は加工硬化している。つまり、疲労過程でミクロな塑性変形が表面から内部へ進行しており、表面起点材の涙り疲労強度は断面内の硬さ分布の全体が影響する。断面内の硬さの平均として、断面内平均硬さHavを下式で定義した。

【0020】図5は、表面起点材の1×10⁵回の振り疲労強度を投影芯部硬さHavで整理したものである。

が、両者には良い相関がある。1×10⁵回の振り疲労強度を650MPa以上とするには、断面内平均硬さH_{av}が560以上で達成できる。

【0021】断面内平均硬さの定義：半径aの断面を半径方向に同心円状にN個のリングに分割し、n番目のリ

$$\text{断面内平均硬さ } H_{av} = \left(\sum_{n=1}^N H_n \times r_n^2 \times \Delta r_n \right) \times 3/a^3$$

本発明は以上の新規なる知見にもとずいてなされたものであり、本発明の要旨は以下の通りである。

【0023】(1)本発明の請求項1および請求項4の発明は重量比として、C:0.35~0.60%、Si:0.01~0.15%、Mn:0.2~1.60%、S:0.005~0.15%、Al:0.010~0.06%、Ti:0.005~0.050%B:0.0005~0.005%、N:0.0015~0.008%、を含有しさらに必要に応じて、Cr:0.1超~1.2%、Mo:0.02~0.8%、Ni:0.1~3.5%Nb:0.01~0.3%V:0.03~0.6%の1種または2種以上を含有し、そして、P:0.020%以下、Cu:0.05%以下、O:0.0025%以下にそれぞれ制限し、残部が鉄および不可避免的不純物からなり、有効硬化層深さtと部品半径rの比t/rが0.3~0.6であり、かつ下記で定義される投影芯部硬さH_{p-core}がHV400以上であることを特徴とする高振り疲労強度高周波焼入れ鋼材。

【0024】投影芯部硬さの定義：有効硬化層深さt、部品半径r、芯部硬さH_{core}とした時、
投影芯部硬さ $H_{p-core} = H_{core} / (1 - t/r)$

(2)本発明の請求項2および請求項5の発明は重量比として、C:0.35~0.60%、Si:0.01~0.15%、Mn:0.2~1.60%、S:0.005~0.15%、Al:0.010~0.06%、Ti:0.005~0.050%B:0.0005~0.005%、N:0.0015~0.008%、を含有し、さらに必要に応じて、Cr:0.1超~1.2%、Mo:0.02~0.8%、Ni:0.1~3.5%Nb:0.01~0.3%V:0.03~0.6%の1種または2種以上を含有し、P:0.020%以下、Cu:0.05%以下、O:0.0025%以下にそれぞれ制限し、残部が鉄および不可避免的不純物からなり、有効硬化層深さtと部品半径の比t/rが0.4~0.7

$$\text{断面内平均硬さ } H_{av} = \left(\sum_{n=1}^N H_n \times r_n^2 \times \Delta r_n \right) \times 3/a^3$$

(4)本発明の請求項7、請求項8の発明は、高周波焼入れ層の旧オーステナイト結晶粒度が9番以上である請求項1~3のいずれかに記載の高振り疲労強度高周波焼入れ鋼材および請求項4~6のいずれかに記載の高振り

ング状部分の硬さをH_n、半径をr_n、間隔をΔr_nとした時、

【0022】

【数1】

5であり、かつ下記で定義される投影芯部硬さH_{p-core}と硬化層硬さH_{case}の比H_{p-core}/H_{case}が0.56以上であることを特徴とする高振り疲労強度高周波焼入れ鋼材。

【0025】投影芯部硬さの定義：有効硬化層深さt、部品半径r、芯部硬さH_{core}とした時、
投影芯部硬さ $H_{p-core} = H_{core} / (1 - t/r)$

(3)本発明の請求項3および請求項6の発明は、重量比として、C:0.35~0.60%、Si:0.01~0.15%、Mn:0.2~1.60%、S:0.005~0.15%、Al:0.010~0.06%、Ti:0.005~0.050%B:0.0005~0.005%、N:0.0015~0.008%、を含有し、さらに必要に応じて、Cr:0.1超~1.2%、Mo:0.02~0.8%、Ni:0.1~3.5%Nb:0.01~0.3%V:0.03~0.6%の1種または2種以上を含有し、P:0.020%以下、Cu:0.05%以下、O:0.0025%以下にそれぞれ制限し、残部が鉄および不可避免的不純物からなり、有効硬化層深さtと部品半径の比t/rが0.4~0.75であり、かつ下記で定義される投影芯部硬さH_{p-core}と硬化層硬さH_{case}の比H_{p-core}/H_{case}が0.56以上であり、さらに下記で定義される断面内平均硬さH_{av}がHV560以上であることを特徴とする高振り疲労強度高周波焼入れ鋼材。

【0026】投影芯部硬さの定義：有効硬化層深さt、部品半径r、芯部硬さH_{core}とした時、
投影芯部硬さ $H_{p-core} = H_{core} / (1 - t/r)$

断面内平均硬さの定義：半径aの断面を半径方向に同心円状にN個のリングに分割し、n番目のリング状部分の硬さをH_n、半径をr_n、間隔をΔr_nとした時、

【0027】

【数1】

疲労強度高周波焼入れ鋼材である。

【0028】

【発明の実施の形態】以下に、本発明の実施の形態を説明する。

【0029】まず、本発明の成分含有範囲を上記の如く限定した理由について説明する。

【0030】C: 0.35~0.60%、

Cは高周波焼入れ硬化層の硬さを増加させるのに有効な元素であるが、0.35%未満では硬さが不十分であり、また0.60%を超えると高周波焼入れ前の硬さが硬くなりすぎて冷間加工性が劣化するとともに、オーステナイト粒界への炭化物析出が顕著になって粒界強度を劣化させるため、含有量を0.35~0.60%に定めた。

【0031】Si: 0.01~0.15%、

Siは脱酸元素として、および粒界強化を狙いとして添加する。しかしながら、0.01%未満ではその効果は不十分である。一方、Siは固溶体硬化により素材硬さを高くするため、0.15%を超える添加は、高周波焼入れ前の段階で切削性等の冷間加工性を劣化させる。以上の理由でその含有量を0.01~0.15%とした。

【0032】Mn: 0.20~1.60%、

Mnは(1)焼入れ性の向上、および鋼中でMnSを形成することによる(2)高周波焼入れ加熱時のオーステナイト粒の微細化と(3)被削性の向上を目的として添加する。しかしながら、0.20%未満ではこの効果は不十分である。一方、Mnを過剰添加すると、高周波焼入れ前の素材のパーライト分率を増加させて素材強度を増加させ、冷間加工性を劣化させる。特にこの傾向は1.60%超の添加で顕著になる。以上の理由から、Mnの含有量を0.20~1.60%とした。なお、冷間加工性をより重視した鋼材では、望ましくはMn: 0.20~1.00%の範囲に制限することが望ましい。

【0033】S: 0.005~0.15%、

Sは鋼中でMnSを形成、これによる高周波焼入れ加熱時のオーステナイト粒の微細化および被削性の向上を目的として添加するが、0.005%未満ではその効果は不十分である。一方、0.15%を超えるとその効果は飽和し、むしろ粒界偏析を起こし粒界脆化を招く。以上の理由から、Sの含有量を0.005~0.15%とした。

【0034】Al: 0.010~0.06%、

Alは脱酸元素および結晶粒微細化元素として添加するが、0.010%未満ではその効果は不十分であり、一方、0.06%を超えるとその効果は飽和し、むしろ最終部品でのモードIII破壊強度を劣化させるので、その含有量を0.010~0.06%とした。

【0035】Ti: 0.005~0.050%、

Tiは鋼中でNと結合してTiNとなるが、これによる固溶Nの完全固定によるBN析出防止、つまり固溶Bの確保を目的として添加する。さらに、Ti添加は表面硬化層の細粒化にも寄与する。しかしながら、0.005%未満ではその効果は不十分であり、一方、0.05%を超えると多量のTiN、TiCによる冷間加工時の割

れおよび最終部品でのモードIII破壊強度の劣化を引き起こすので、その含有量を0.005~0.050%とした。なお、冷間加工性及び高振り疲労強度特性をより一層改善するためには、望ましくは、Ti: 0.005~0.030%の範囲に限定することが望ましい。

【0036】B: 0.0005~0.005%、

Bは固溶状態でオーステナイト粒界に粒界偏析し、焼入れ性を増加させることを狙いとして添加する。同時に、P、Cu等の粒界不純物を粒界から追い出すことにより粒界強度を増加させる作用も存在する。粒界強化により振り強度、振り疲労強度が増加する。しかしながら、0.0005%未満ではその効果は不十分であり、一方、0.005%を超える過剰添加は、むしろ粒界脆化を招くので、その含有量を0.0005~0.005%とした。

【0037】N: 0.0015~0.008%、

NはAlN等の炭窒化物析出による高周波加熱時のオーステナイト粒の微細化を目的として添加するが、0.0015%未満ではその効果は不十分である。一方、0.008%を超えると、BNを析出して固溶Bの低減を引き起こすとともに、多量のTiN析出による冷間加工割れおよび最終部品でのモードIII破壊強度の劣化を引き起こすので、その含有量を0.0015~0.008%とした。なお、冷間加工性及び高振り疲労強度特性をより一層改善するためには、望ましくは、N: 0.0015~0.005%の範囲に限定することが望ましい。

【0038】P: 0.020%以下(0%を含む)、

Pは固溶体硬化により素材硬さを高くし、高周波焼入れ前の段階で冷間鍛造性を劣化させる。さらにオーステナイト粒界に粒界偏析を起こし、粒界強度を低下させて振り応力下での脆性破壊を起こし安くし、そのため強度を低下させる。特にPが0.020%を超えると強度低下が顕著となるため、0.020%を上限とした。なお、より粒界強化を図る場合には、0.015%以下が望ましい。

【0039】Cu: 0.05%以下(0%を含む)、

CuもPと同様オーステナイト粒界に粒界偏析を起こし、強度低下の原因となる。特にCuが0.05%を超えると強度低下が顕著となるため、0.05%を上限とした。

【0040】O: 0.0025%以下(0%を含む)、

Oは粒界偏析を起こし粒界脆化を起こすとともに、鋼中で硬い酸化物系介在物を形成し、振り応力下での脆性破壊を起こし安くし、強度低下の原因となる。特にOが0.0025%を超えると強度低下が顕著となるため、0.0025%を上限とした。

【0041】次に、請求項4、5、6、8の発明鋼は、Cr、Mo、Ni、Nb、V添加により、①粒界強度の増加、および②焼入れ性の向上を図る鋼である。Cr: 0.1超~1.2%、Mo: 0.02~0.80%、N

i: 0.1~3.50%, Nb: 0.01~0.3%, V: 0.03~0.6%, これらの元素はいずれも①オーステナイト粒界に析出している粒界炭化物を微細化させることによる粒界強度の増加および②焼入れ性の向上を狙いとして添加する。またNiには粒界近傍の靱性を改善し、脆性破壊を抑制する効果も有する。また、Nb、Vは鋼中で炭窒化物を形成し、高周波加熱時のオーステナイト粒を微細化させる効果も有する。これらの効果は、Cr: 0.1%以下、Mo: 0.02%未満、Ni: 0.1%未満、Nb: 0.01%未満、V: 0.03%未満では不十分である。一方、Cr: 1.2%超、Mo: 0.80%超、Ni: 3.50%超、Nb: 0.3%超、V: 0.6%超では、これらの効果は飽和し、むしろこれらの元素の過剰添加は冷間加工性の劣化を招く。以上の理由から、その含有量を上記の範囲にそれぞれ限定した。

【0042】次に、請求項1、4では、高周波焼入れ鋼材が上記の成分からなり、有効硬化層深さ t と部品半径 r の比 t/r を0.3~0.6とし、かつ上記で定義される投影芯部硬さ H_{p-core} がHV400以上とするが、こように限定した理由を以下に述べる。

【0043】本願発明で言う有効硬化層深さ t は、JIS G 0559で規定する高周波焼入れ硬化層深さ測定方法に基づく有効硬化層深さである。請求項1、4は、内部起点の場合の振り疲労強度の向上を図った発明である。有効硬化層深さ t/r が、0.6を越えると起点が表面起点となり、涙り疲労強度支配要因が異なる。一方、 t/r が0.3未満では、振り疲労強度向上効果が小さい。以上の理由で、有効硬化層深さ t/r を0.3~0.6の範囲に限定した。次に、内部起点材の涙り疲労強度は、上記および図3に示したように投影芯部硬さ H_{p-core} に比例して向上する。 1×10^5 回での時間強度を600以上とするためには、投影芯部硬さをHV400以上とすることが必要であり、それ未満では振り疲労強度が不足する。以上の理由から、投影芯部硬さ H_{p-core} がHV400以上とした。なお、内部起点においてより高い強度レベルである 1×10^5 回での時間強度を650以上とするためには、投影芯部硬さをHV440以上とすることが望ましい。

【0044】次に、請求項2、5では、高周波焼入れ鋼材が上記の成分からなり、有効硬化層深さ t と部品半径 r の比 t/r が0.4~0.75であり、かつ上記で定義される投影芯部硬さ H_{p-core} と硬化層硬さ H_{case} の比 H_{p-core}/H_{case} が0.56以上とするが、こように限定した理由を以下に述べる。

【0045】請求項2、5は、請求項1、4よりもさらに高い振り疲労強度レベルを狙いとした鋼材である。有効硬化層深さ t と部品半径 r の比 t/r を0.4~0.75としたのは、高周波焼入れ材の涙り疲労強度は、高周波焼入れ深さを深くするほど向上するが、有効硬化層

深さが t/r で0.4未満では、振り疲労強度向上効果が小さく、また0.75を越えると表層の圧縮残留応力が低下するため、軸部品製造工程で焼き割れ発生の危険性が増すためである。次に、図2から明らかなように、疲労破壊起点が内部よりも表面の方が振り疲労強度は向上する。表面起点になるか、内部起点になるかは、投影芯部硬さ H_{p-core} と硬化層硬さ H_{case} の比 H_{p-core}/H_{case} に依存する。図4に示したように、 H_{p-core}/H_{case} が0.56以上で表面起点になる。本願発明で投影芯部硬さ H_{p-core} と硬化層硬さ H_{case} の比 H_{p-core}/H_{case} を0.56以上の範囲に限定したのは以上の理由による。

【0046】次に、請求項3、6では、高周波焼入れ鋼材が上記の成分からなり、有効硬化層深さ t と部品半径 r の比 t/r が0.4~0.75であり、かつ上記で定義される投影芯部硬さ H_{p-core} と硬化層硬さ H_{case} の比 H_{p-core}/H_{case} が0.56以上であり、さらに上記で定義される断面内平均硬さ H_{av} がHV560以上とするが、こように限定した理由を以下に述べる。

【0047】請求項3、6は、表面起点の場合の涙り強度の向上を図った発明であり、請求項2、5よりもさらに高い振り疲労強度レベルを狙いとした鋼材である。有効硬化層深さ t と部品半径 r の比 t/r を0.4~0.75の範囲に、また H_{p-core}/H_{case} を0.56以上の範囲に限定したのは、上記の請求項2、5と同じ理由である。

【0048】次に、表面起点材の振り疲労強度は、上記および図5に示したように投影芯部硬さ H_{p-core} に比例して向上する。 1×10^5 回での時間強度を650以上とするためには、断面内平均硬さ H_{av} をHV560以上とすることが必要であり、それ未満では振り疲労強度が不足する。

【0049】以上の理由から、断面内平均硬さ H_{av} がHV560以上とした。なお、表面起点においてより高い強度レベルである 1×10^5 回での時間強度を700以上とするためには、断面内平均硬さ H_{av} をHV560以上とすることが望ましい。

【0050】次に、請求項7、8は高周波加熱時のオーステナイト粒を一層微細化し、粒界破壊防止による高強度化を図った高周波焼入れ鋼材である。本発明において高周波焼入れ鋼材の高周波焼入れ層の旧オーステナイト結晶粒度が9番以上としたのは、高周波焼入れ層の旧オーステナイト粒界の細粒化により粒界破壊による脆性破壊が抑制されるが、結晶粒度が9番未満ではこの効果は小さいためである。

【0051】次に、本発明鋼材の製造方法について述べる。

【0052】本発明の高周波焼入れ鋼材では、製造のた

めの高周波焼入れ条件および焼戻し条件は特に限定せず、本発明の要件を満足すればいずれの条件でも良い。例えば、本発明の要件を満足すれば焼戻し処理を行わなくても良い。また、本発明では、本発明の要件を満足すれば、高周波焼入れの前に焼準、焼鈍、球状化焼鈍、焼入れ-焼戻し等の熱処理を必要に応じて行うことができる。なお、高周波焼入れの前に焼準、焼鈍、球状化焼鈍を行わない場合には、鋼材素材の熱間圧延による製造を仕上げ温度：700～900℃、仕上げ圧延後700～500℃の温度範囲の平均冷却速度：0.1～1.7℃/秒の条件で行うのが望ましい。但し、本発明では特に限定するものではない。

【0053】本発明鋼材では、被削性向上を目的としてCa、Pbの1種または2種を必要に応じて含有させることが出来る。なお、Caは被削性向上だけでなく、鋼中でPと結合して燐化物を生成し、Pの粒界偏析量を低減し粒界強度を増加させる効果も有している。Ca、Pbの適正添加範囲は次の通りである。Ca：0.0005～0.010%、Pb：0.05～0.5%
本発明においては、高周波焼入れ軸部品の表面に大きな圧縮残留応力を付与し、これにより脆性破壊を抑制して一層の高強度化を図ることもできる。高周波焼入れ鋼材の裏面の残留応力を -80 kgf/mm^2 以下とすることにより、脆性破壊が抑制されて振り疲労強度は顕著に向上する。高周波焼入れ鋼材への圧縮残留応力の付与は、高周波焼入れ-焼戻し後、アークハイト1.0mm A以上の強さでのハードショットピーニング処理が有効である。ここで、アークハイトとは例えば「自動車技

術、Vol. 41、No. 7、1987、726～727頁」に記載されているようにショットピーニングの強さの指標である。但し、本発明では、圧縮残留応力の付与の条件は特に限定せず、本発明の要件を満足すればいずれの条件でも良い。

【0054】振り疲労過程でのき裂の発生の原因の一つは、硬化層の硬さムラである。本願発明の対象部品は、熱間圧延まで冷間加工-高周波焼入れされる場合以外に、熱間圧延後 A_3 変態点以下の温度での簡易焼鈍等の熱処理を経た後、冷間加工-高周波焼入れされる場合がある。但し、熱間圧延後、簡易焼鈍等の熱処理を経た組織は、圧延材の組織に大きく影響される。そのため、このような熱間圧延後熱処理を受ける場合でも、高周波焼入れ時の硬化層の硬さムラ抑制のためには圧延材組織の適正化が重要である。圧延材の組織のフェライト分率が35%を超え、フェライト結晶粒径が $30\mu\text{m}$ を超えると硬化層で顕著な硬さのムラを生じ、振り疲労破壊を起こしやすくなる。そのため、圧延材の組織のフェライトの組織分率が35%以下で、フェライト結晶粒径が $30\mu\text{m}$ 以下とするのが望ましい。但し、本発明では、本組織因子を特に限定するものではない。

【0055】

【実施例】以下に、本発明の効果を実施例により、さらに具体的に示す。

(実施例-1) 本願の第1発明および第7発明の実施例を表1および表2に示す。

【0056】

【表1】

区分 No.	化 学 成 分 (mass %)											V_{ferrite} (a/gin)
	C	Si	Mn	S	Al	Ti	B	N	P	Cu	O	
第1発明 第7発明 鋼材	1	0.38	0.04	1.42	0.020	0.037	0.021	0.0023	0.0048	0.012	0.0014	16
	2	0.45	0.06	1.43	0.018	0.031	0.018	0.0023	0.0038	0.012	0.0012	14
	3	0.53	0.12	1.21	0.008	0.026	0.020	0.0028	0.0042	0.007	0.0008	14
	4	0.42	0.05	0.85	0.042	0.024	0.022	0.0029	0.0068	0.007	0.0008	17
	5	0.55	0.07	0.39	0.007	0.034	0.023	0.0024	0.0075	0.012	0.0009	18
比較 鋼材	6	0.30	0.05	0.75	0.022	0.026	0.022	0.0028	0.0043	0.012	0.0012	20
	7	0.65	0.10	0.35	0.008	0.031	0.021	0.0022	0.0041	0.009	0.0011	12
	8	0.41	0.28	0.78	0.021	0.033	0.019	0.0023	0.0041	0.013	0.0019	13
	9	0.52	0.04	0.15	0.011	0.036	0.023	0.0021	0.0071	0.009	0.0011	18
	10	0.42	0.06	1.82	0.018	0.019	0.009	0.0009	0.0037	0.008	0.0017	11
	11	0.52	0.08	1.27	0.003	0.026	0.024	0.0032	0.0075	0.012	0.0009	8
	12	0.43	0.06	1.38	0.178	0.025	0.023	0.0026	0.0041	0.013	0.0011	15
	13	0.37	0.03	0.55	0.018	0.069	0.024	0.0023	0.0043	0.012	0.0016	13
	14	0.55	0.11	0.83	0.012	0.033	0.003	0.0017	0.0051	0.017	0.0015	14
	15	0.40	0.06	0.92	0.023	0.036	0.067	0.0021	0.0072	0.008	0.0014	9
	16	0.54	0.08	0.78	0.009	0.029	0.022	0.0002	0.0068	0.012	0.0009	15
	17	0.54	0.12	0.51	0.012	0.031	0.017	0.0067	0.0051	0.009	0.0009	16
	18	0.44	0.07	0.33	0.017	0.028	0.007	0.0013	0.0037	0.012	0.0012	14
	19	0.43	0.04	0.84	0.031	0.028	0.018	0.0027	0.0048	0.007	0.0008	17

表1の組成を有する鋼材を40mmφの棒鋼に圧延し

た。この棒鋼から被削性評価用ドリル穴開け試験片、振

り試験片および焼き割れ感受性評価試験片を採取した。

【0057】ここで、本発明の特徴の一つとして、高周波焼入れ前の段階での冷間加工性が優れている点が挙げられる。冷間加工性とは、被削性（切削性）、転造性、冷間鍛造性等であるが、一般的にはこれらの間には相関があり、被削性が優れていれば、転造性、冷間鍛造性も優れている。そこで、本願では、ドリルによる被削性の評価により、冷間加工性の評価を代表させた。ドリルによる被削性の評価は、送り速度 0.33 mm/s で、ドリル（材質：SKH51- $\phi 10\text{ mm}$ ）の周速を種々変化させ、各速度においてドリルが切削不能になる総穴深さを求め、周速-ドリル寿命曲線を作成し、ドリル寿命が 1000 mm となる最大速度を V_{L1000} と規定し、被削性の評価基準とした。表1に V_{L1000} の評価結果を併せて示す。本発明鋼材は、同じ炭素量の比較鋼材に比較して被削性は相対的に優れている。

【0058】一方、比較鋼材11は、Sの含有量が本願発明の範囲を下回った場合であり、比較鋼材7、8、1

0、13、15は、それぞれC、Si、Mn、Al、Tiの含有量が本願発明の範囲を上回った場合であり、これらの鋼材はいずれも、同じ炭素量の他の鋼材に比較して被削性は相対的に劣っている。

【0059】次に、表1の鋼材から、平行部が 20 mm の振り試験片を作成した。周波数 10 KHz 固定焼入れの条件で高周波焼入れを行い、その後 $170^\circ\text{C} \times 1$ 時間の条件で焼戻しを行った。これらの試料について振り試験、振り疲労試験を行った。振り疲労は 1×10^6 回時間強度で評価した。また、平行部中央部にて硬さ分布の測定を行った。表2に各鋼材の振り強度、振り疲労強度評価結果を、硬さ他の評価結果とあわせて示す。振り疲労破壊の起点はいずれも内部起点である。なお、有効硬化層深さは、JIS G 0559で規定する高周波焼入れ硬化層深さ測定方法に基づく有効硬化層深さである。

【0060】

【表2】

(実施例-1)

区分	鋼材 No	表面硬さ Hv0.05 (HV)	芯部硬さ Hv0.1 (HV)	硬化層深さ t/r	投影芯部硬さ Hv0.05 (HV)	γ粒径 μm	表面残余 力 MPa	静的振り 強度 MPa	1×10 ⁶ 回振り 疲労強度 MPa
本願発 明範囲	-	-	-	0.3~0.8	≥400	≥92	-	-	-
第1 及び 第7 発明例	1	821	208	0.57	484	8.2	-420	1661	740
	2	852	227	0.54	494	8.2	-451	1735	728
	3	887	238	0.47	481	8.8	-484	1787	846
	4	838	218	0.48	419	8.8	-473	1645	808
	5	888	248	0.38	492	8.8	-577	1886	803
	6	587	153	0.42	592	8.9	-457	1371	494
	7	739	225	0.38	804	8.4	-489	1713	478
	8	835	192	0.43	553	8.0	-486	1540	548
	9	883	178	0.32	524	8.8	-521	1444	413
	10	838	240	0.56	605	7.9	-422	1715	807
比較 例	11	883	238	0.47	816	8.0	-503	1784	648
	12	843	220	0.48	597	8.8	-481	1856	859
	13	817	180	0.51	327	8.5	-488	1578	895
	14	898	228	0.52	477	8.3	-423	1820	772
	15	830	188	0.56	427	8.4	-481	1705	746
	16	891	218	0.52	454	8.8	-484	1880	749
	17	801	205	0.48	403	8.2	-512	1789	718
	18	850	235	0.28	410	8.7	-562	1423	618
	19	834	225	0.41	382	8.4	-488	1441	501

*第7発明鋼材

表2から明らかなように、本発明例ではいずれも静的振り強度1580MPa以上、振り疲労強度は600MPa以上の優れた特性を有する。第7発明例である、γ粒径が9番以上である発明例2は、特に、優れた強度特性を示す。

【0061】一方、比較例6、9、14、16は、それぞれC、Mn、Ti、Bの含有量が本願発明の範囲を下回った場合であり、いずれも、同じ炭素量の他の鋼材に比較して静的振り強度、振り疲労強度は相対的に劣っている。比較例12、17は、それぞれS、Bの含有量が本願発明の範囲を上回った場合であり、いずれも、同じ炭素量の他の鋼材に比較して静的振り強度、振り疲労強度は相対的に劣っている。比較例18は成分は本願発明の範囲にあるが、硬化層深さが本願発明の範囲を下回った

場合であり、同じ炭素量の他の鋼材に比較して静的振り強度、振り疲労強度は相対的に劣っている。また、比較例19は成分は本願発明の範囲にあるが、投影芯部硬さが本願発明の範囲を下回った場合であり、同じ炭素量の他の鋼材に比較して静的振り強度、振り疲労強度は相対的に劣っている。

(実施例-2) 本願の第2発明および第7発明の実施例を表3および表4に示す。

【0062】

【表3】

(実施例-2)

区分	鋼材 No.	C	Si	Mn	S	Al	Ti	B	N	P	Cu	O	V _{total} (μm/m ²)
第2 及び	1	0.33	0.12	0.76	0.018	0.038	0.018	0.0023	0.0047	0.013	0.02	0.0013	18
第7	2	0.47	0.05	0.41	0.017	0.016	0.022	0.0009	0.0024	0.008	0.01	0.0017	18
発明例	3	0.53	0.06	0.68	0.008	0.038	0.024	0.0031	0.0070	0.012	0.03	0.0009	16
比較	4	0.39	0.03	1.48	0.027	0.031	0.017	0.0025	0.0036	0.016	0.02	0.0013	18
鋼材	5	0.54	0.04	1.30	0.010	0.019	0.018	0.0029	0.0042	0.012	0.01	0.0008	13
比較	6	0.41	0.04	0.35	0.028	0.032	0.018	0.0025	0.0037	0.016	0.02	0.0013	18
鋼材	7	0.53	0.03	0.41	0.010	0.020	0.017	0.0027	0.0042	0.012	0.01	0.0008	13

(wt%)

表3の組成を有する鋼材を実施例-1と同一手順で準備し、同一条件で静的張り強度、張り疲労強度を評価した。なお、冷間加工性の指標としてドリルによる被削性を評価した。評価結果を表3に示したが、本発明鋼材は、同じ炭素量の比較鋼材に比較して被削性は相対的に優れている。

【0063】次に、強度特性の評価結果を表4に示す。張り疲労破壊の起点は、比較例7で内部起点であり、その他はいずれも表面起点である。

【0064】

【表4】

(実施例-2)

区分	鋼材 No.	表面硬さ Hcase (HV)	芯部硬さ Hcore (HV)	硬化層深さ t/r	投影芯部硬さ H _{p-core} (HV)	H _{p-core} H _{case}	γ粒径 No.	表面張力 力 MPa	静的張り強 度 MPa	1×10 ⁶ 回張り強 度 MPa
本願 発明	-	-	-	0.4~0.75	-	≥ 0.56	≥0.3μ	-	-	-
第2 及び	1	828	180	0.58	428	0.68	8.7	-483	1678	731
第7	2	861	180	0.48	333	0.50	9.3	-510	1650	894
発明例	3	887	208	0.58	478	0.93	9.1	-478	1854	751
比較	4	828	213	0.71	736	1.18	8.0	-423	1752	768
鋼材	5	891	243	0.85	894	1.00	8.2	-403	1941	786
比較	6	828	288	0.35	412	0.66	9.2	-582	1441	633
鋼材	7	891	208	0.42	353	0.52	8.3	-472	1632	593

*第7発明鋼材

表4から明らかなように、本発明例ではいずれも静的張り強度1650MPa以上、張り疲労強度は680MPa以上の優れた特性を有する。第7発明例である、γ粒径が9番以上で高炭素鋼である発明例3は、特に優れた強度特性を示す。

【0065】一方、比較例6は成分は本願発明の範囲にあるが、硬化層深さが本願発明の範囲を下回った場合であり、同じ炭素量の他の鋼材に比較して静的張り強度、張り疲労強度は相対的に劣っている。また比較例7は成分は本願発明の範囲にあるが、投影芯部硬さと表面硬さ

の比が本願発明の範囲を下回った場合であり、振り疲労破壊の起点が内部であり、同じ炭素量の他の鋼材に比較して、振り疲労強度が相対的に劣っている。

(実施例3) 本願の第3発明および第7発明の実施例を

(実施例-3)

表5および表6に示す。

【0066】

【表5】

区分	鋼No.	C	Si	Mn	S	Al	Ti	B	N	P	Cu	O	V _{max} (μm/m)
第3 及び 第7 発明鋼 材	1	0.39	0.08	1.30	0.023	0.031	0.020	0.0021	0.0053	0.010	0.02	0.0013	18
	2	0.48	0.05	0.38	0.018	0.019	0.017	0.0009	0.0025	0.008	0.03	0.0013	18
	3	0.54	0.03	0.55	0.009	0.035	0.019	0.0018	0.0048	0.007	0.04	0.0008	15
	4	0.48	0.03	0.53	0.021	0.030	0.023	0.0023	0.0088	0.013	0.02	0.0013	19
	5	0.53	0.05	0.65	0.010	0.034	0.022	0.0027	0.0073	0.008	0.03	0.0009	18
比較 鋼材	6	0.52	0.05	0.37	0.011	0.034	0.024	0.0031	0.0052	0.013	0.02	0.0010	14
	7	0.43	0.04	0.44	0.018	0.029	0.022	0.0027	0.0061	0.011	0.03	0.0018	15
	8	0.38	0.05	0.41	0.024	0.028	0.021	0.0025	0.0042	0.013	0.03	0.0018	18

表5の組成を有する鋼材を実施例-1と同一手順で準備し、同一条件で静的振り強度、振り疲労強度を評価した。なお、冷間加工性の指標としてドリルによる被削性を評価した。評価結果を表5に示したが、本発明鋼材は、同じ炭素量の比較鋼材に比較して被削性は相対的に優れている。

【0067】次に、強度特性の評価結果を表6に示す。

振り疲労破壊の起点は、比較例7で内部起点であり、その他はいずれも表面起点である。

【0068】

【表6】

(実施例-3)

区分	鋼材 No.	表面硬さ Hv0.05 (HV)	芯部硬さ Hv0.5 (HV)	硬化層深さ 1/r	投影芯部硬さ Rp-core (HV)	$\frac{Rp-core}{Hv0.05}$	断面内平均硬さ Hv (HV)	γ 粒径 No.	表面残留応力 MPa	静的振り強度 MPa	1×10^4 回転り疲 労強度 MPa
本願 例3	1	828	205	0.64	370	0.58	580	8.0	-432	1720	752
及び	2	857	189	0.52	375	0.57	566	9.0	-451	1712	717
第7 例	3	831	201	0.51	417	0.60	536	9.9	-463	1813	727
例	4	838	188	0.54	388	0.58	508	8.4	-458	1850	716
材	5	837	207	0.57	402	0.70	548	8.3	-482	1863	754
比較	6	823	210	0.37	381	0.56	546	7.2	-411	1893	817
例	7	843	183	0.42	318	0.48	577	7.1	-387	1612	681
	8	822	185	0.48	381	0.58	543	7.4	-398	1610	611

*第7発明鋼材

表6から明らかなように、本発明例ではいずれも静的振り強度1650MPa以上、振り疲労強度は710MPa以上の優れた特性を有する。第7発明例である、 γ 粒径が9番以上で高炭素鋼である発明例3他は、特に優れた強度特性を示す。

【0069】一方、比較例6は成分は本願発明の範囲にあるが、硬化層深さが本願発明の範囲を下回った場合であり、同じ炭素量の他の鋼材に比較して静的振り強度、振り疲労強度は相対的に劣っている。また、比較例7も

成分は本願発明の範囲にあるが、投影芯部硬さと表面硬さの比が本願発明の範囲を下回った場合であり、振り疲労破壊の起点が内部であり、同じ炭素量の他の鋼材に比較して、振り疲労強度が相対的に劣っている。比較例8も成分は本願発明の範囲にあるが、断面内平均硬さが本願発明の範囲を下回った場合であり、同じ炭素量の他の鋼材に比較して静的振り強度、振り疲労強度は相対的に劣っている。

(実施例-4) 本願の第4発明および第8発明の実施例を表7および表8に示す。

【0070】

【表7】

(実施例-4)

区分	鋼種	C	Si	Mn	S	Al	Ti	B	N	P	Cu	O	Cr	Mo	Ni	Nb	V	V ₁₀₀₀ (μm/min)
第4 及び 第8 発明 例 材	1	0.47	0.08	1.35	0.020	0.036	0.018	0.0025	0.0041	0.007	0.01	0.0008	0.88	-	-	-	-	13
	2	0.41	0.11	1.18	0.018	0.019	0.027	0.0031	0.0074	0.017	0.03	0.0011	-	0.12	-	-	-	15
	3	0.55	0.12	1.36	0.008	0.024	0.018	0.0032	0.0043	0.013	0.02	0.0008	-	-	-	0.025	-	13
	4	0.38	0.08	1.56	0.038	0.033	0.018	0.0034	0.0046	0.010	0.03	0.0014	-	-	-	-	0.12	17
	5	0.43	0.08	1.48	0.021	0.032	0.031	0.0038	0.0058	0.010	0.01	0.0015	-	0.11	-	-	0.08	16
	6	0.45	0.03	1.34	0.017	0.042	0.023	0.0027	0.0081	0.013	0.01	0.0011	0.32	0.07	-	-	0.07	18
	7	0.47	0.03	1.32	0.027	0.031	0.018	0.0036	0.0044	0.008	0.01	0.0016	0.05	0.07	0.38	0.021	0.07	16
	8	0.53	0.12	1.84	0.011	0.031	0.021	0.0032	0.0051	0.012	0.01	0.0008	0.14	0.10	-	-	-	14
	9	0.54	0.05	1.52	0.007	0.032	0.031	0.0031	0.0051	0.014	0.01	0.0003	0.57	-	-	-	0.08	13

表7の組成を有する鋼材を実施例-1と同一手順で準備し、同一条件で静的振り強度、振り疲労強度を評価した。なお、冷間加工性の指標としてドリルによる被削性を評価した。評価結果を表7に示したが、本発明鋼材は、同じ炭素量の比較鋼材に比較して被削性は相対的に優れている。

【0071】次に、強度特性の評価結果を表8に示す。

【0072】

【表8】

(実施例-4)

区分	鋼材 No	表面硬さ H _{case} (HV)	芯部硬さ H _{core} (HV)	硬化層深さ t/r	投影芯部硬さ H _{p-core} (HV)	γ粒度 No.	表面残应力 力 MPa	静的振り強 度 MPa	1×10 ⁷ 回振り疲 勞強度 MPa
本願 規定	-	-	-	0.3~0.8	400	8.3	-	-	-
第4 及び 第8 発明 例 材	1	581	247	0.48	476	8.3	-452	1708	701
	2	535	218	0.47	411	8.4	-534	1603	623
	3	538	253	0.48	468	8.1	-523	1788	664
	4	502	223	0.48	429	8.4	-423	1804	808
	5	523	231	0.43	405	8.9	-487	1609	606
	6	532	231	0.44	413	9.4	-547	1616	603
	7	581	219	0.47	413	8.8	-512	1628	615
	8	587	239	0.45	435	8.5	-506	1741	638
	9	591	241	0.43	422	8.4	-561	1725	619

*第8発明鋼材

振り疲労破壊の起点は、いずれも内部起点である。

【0073】表8から明らかなように、本発明例ではいずれも静的振り強度1600MPa以上、振り疲労強度は600MPa以上の優れた特性を有する。第8発明例である、γ粒度が9番以上で高炭素鋼である発明例3他は、特に優れた強度特性を示す。

(実施例-5) 本願の第5発明および第8発明の実施例を表9および表10に示す。

【0074】

【表9】

(実施例-5)

区分	鋼種	C	Si	Mn	S	Al	Ti	B	N	P	Cu	O	Cr	Mo	Ni	Nb	V	V ₁₀₀₀ (m/min)
第5 及び 第8	1	0.54	0.02	0.35	0.012	0.031	0.019	0.0024	0.0041	0.010	0.01	0.0008	-	0.11	-	-	-	16
	2	0.38	0.04	1.31	0.027	0.032	0.027	0.0022	0.0071	0.013	0.01	0.0012	0.31	-	-	-	-	16
	3	0.42	0.05	0.68	0.022	0.025	0.022	0.0023	0.0057	0.005	0.01	0.0013	-	-	-	-	0.14	15
第8 発明 例 材	4	0.43	0.06	1.31	0.018	0.031	0.017	0.0025	0.0041	0.013	0.01	0.0013	-	-	-	0.021	-	15
	5	0.48	0.13	1.41	0.021	0.033	0.018	0.0027	0.0045	0.013	0.01	0.0012	0.72	0.05	0.27	-	0.07	18
	6	0.42	0.04	0.42	0.019	0.024	0.025	0.0025	0.0050	0.008	0.01	0.0014	0.41	0.10	-	-	-	17
	7	0.47	0.12	0.64	0.028	0.034	0.019	0.0023	0.0035	0.011	0.01	0.0008	-	0.12	-	-	0.08	15
	8	0.38	0.05	0.75	0.021	0.018	0.017	0.0013	0.0036	0.008	0.02	0.0013	0.32	-	-	-	0.12	15
	9	0.31	0.07	0.31	0.010	0.017	0.023	0.0025	0.0058	0.012	0.02	0.0008	-	0.18	-	0.024	-	18
	10	0.53	0.04	0.42	0.011	0.023	0.018	0.0028	0.0038	0.008	0.01	0.0008	0.31	-	-	0.019	-	18

表9の組成を有する鋼材を実施例-1と同一手順で準備し、同一条件で静的振り強度、振り疲労強度を評価した。なお、冷間加工性の指標としてドリルによる被削性を評価した。評価結果を表9に示したが、本発明鋼材は、同じ炭素量の比較鋼材に比較して被削性は相対的に優れている。

【0075】次に、強度特性の評価結果を表10に示す。

【0076】

【表10】

(実施例-5)

区分	鋼種	鋼材 No	表面硬さ Hesse (HV)	芯部硬さ Hesse (HV)	硬化層深さ t/r	投影芯部硬さ H _{p-core} (HV)	H _{p-core} Hesse	γ粒度 No.	疲労強度 MPa	静的振り強 度 MPa	1×10 ⁶ 回振り疲 勞強度 MPa
第5 及び 第8	本願 規定	-	-	-	0.4~0.75	-	0.58	9.3	-	-	-
		1	881	215	0.48	388	0.58	9.4	-538	1719	884
		2	822	211	0.68	860	1.08	9.1	-432	1785	768
第8 発明 例 材	第8 発明 例 材	3	838	218	0.54	488	0.73	8.7	-482	1691	725
		4	843	221	0.88	811	1.07	7.9	-417	1798	789
		5	857	281	0.70	937	1.43	8.1	-483	1854	782
		6	839	196	0.48	385	0.57	9.1	-487	1618	692
		7	801	227	0.54	493	0.75	8.6	-437	1761	735
		8	828	217	0.58	493	0.79	8.7	-465	1868	728
		9	878	212	0.50	425	0.63	8.8	-489	1765	713
		10	887	209	0.48	402	0.58	9.0	-581	1765	710

*第8発明例材

振り疲労破壊の起点は、いずれも表面起点である。

【0077】表10から明らかなように、本発明例ではいずれも静的振り強度1600MPa以上、振り疲労強度は680MPa以上の優れた特性を有する。第8発明例である、γ粒度が9番以上で高炭素鋼である発明例9他は、特に優れた強度特性を示す。

(実施例-6) 本願の第6発明および第8発明の実施例を表11および表12に示す。

【0078】

【表 12】

区分	鋼材	炭素硬さ Hc800 (HV)	芯部硬さ Hc500 (HV)	硬化層深さ t/r	投影芯部硬さ H0-core (HV)	HP-core Hc800	断面内平均硬さ Hav (HV)	7 粒直 No.	表面残留応 力 MPa	静的張り強 度 MPa	1×10 ⁶ 回転り置 劣化度 MPa
本鋼	-	-	-	0.4~0.75	-	2	≥	2.8*	-	-	-
規定						0.85	300				
第 6	1	883	211	0.51	138	0.83	327	9.2	-537	1780	728
及 び	2	898	286	0.67	861	1.24	681	7.9	-435	1870	795
第 8	3	861	228	0.85	632	0.99	642	8.2	-461	1841	771
免明鋼	4	882	232	0.45	423	0.62	108	9.5	-821	1735	686
材	5	817	247	0.71	352	1.38	308	6.4	-458	1728	763
	6	835	205	0.58	488	0.73	338	8.7	-457	1832	730
	7	857	234	0.58	533	0.81	324	8.5	-481	1781	748
	8	852	214	0.52	445	0.68	304	9.1	-524	1711	721
	9	883	217	0.48	402	0.53	308	9.3	-557	1735	698
	10	886	248	0.53	528	0.75	348	9.0	-527	1864	746

【0082】第8発明例である、 γ 粒度が9番以上で高炭素鋼である発明例10他は、特に優れた強度特性を示

す。

【0083】

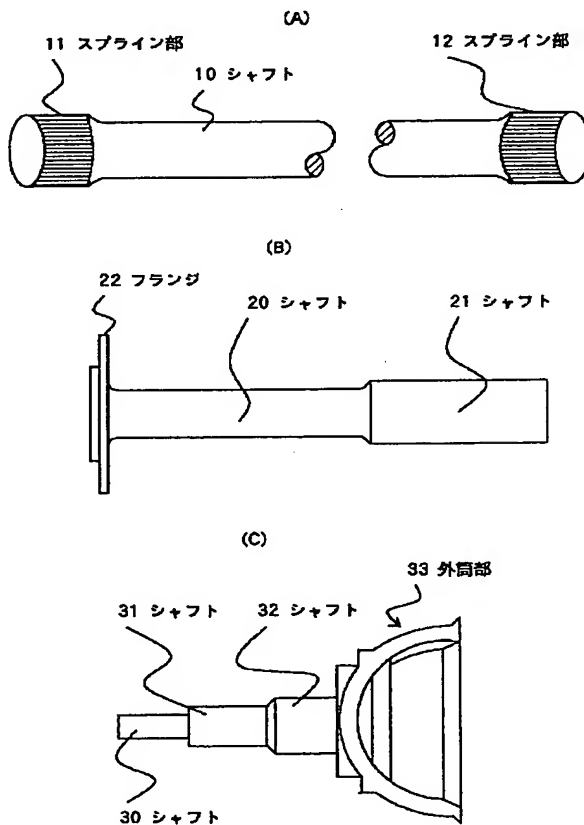
【発明の効果】以上述べたごとく本発明の高周波焼入れ鋼材は軸部品として優れた振り疲労強度を有し、且つその製造時には冷間加工性、つまり製造性に優れており、本発明による産業上の効果は極めて顕著なるものがある。

【図面の簡単な説明】

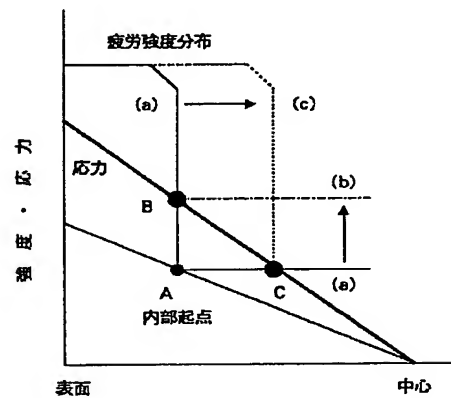
【図1】 (A)はセレーション部を有するシャフト、(B)はフランジ付シャフト、(C)は外筒付シャフトを示した図である。

【図2】 振り疲労強度に及ぼす硬化層深さと芯部硬さの関係を模式的に示した図である。

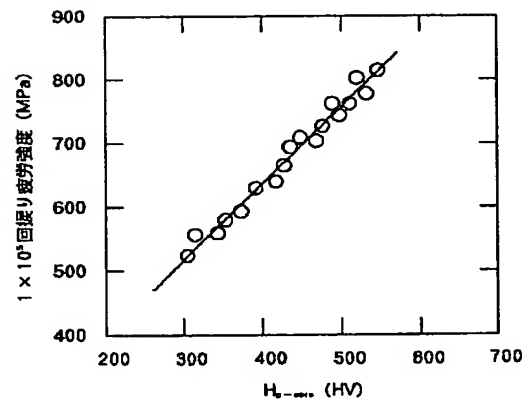
【図1】



【図2】



【図3】



【図3】 内部起点材の 1×10^5 回の振り疲労強度と投影芯部硬さ H_{p-core} との関係を示す図である。

【図4】 破壊起点と H_{p-core}/H_{case} 、繰返し数 N の関係を示した図である。

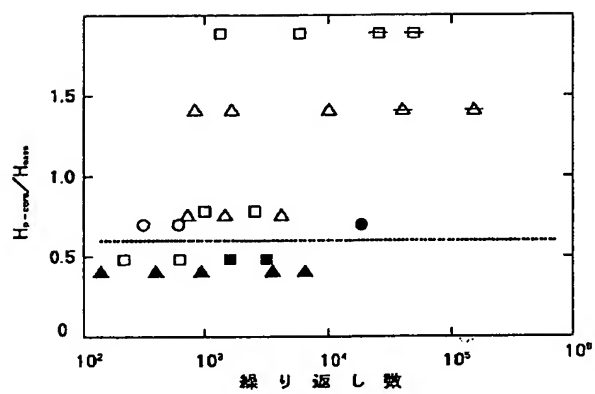
【図5】 表面起点材の 1×10^5 回の振り疲労強度と投影芯部硬さ H_{av} との関係を示す図である。

【符号の説明】

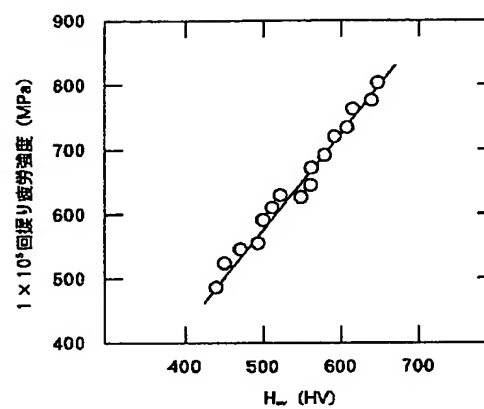
- 10 シャフト、
- 11、12 セレーション、
- 20、21 シャフト、
- 22 フランジ
- 30、31、32 シャフト、
- 33 外筒部

THIS PAGE BLANK (USPTO)

【図4】



【図5】



THIS PAGE BLANK (USPTO)